

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 03-264614

(43)Date of publication of application : 25.11.1991

(51)Int.Cl.

C21D 8/00  
// B22D 11/00  
B22D 11/124  
C22C 38/00  
C22C 38/16

(21)Application number : 02-061076

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP.

(22)Date of filing : 14.03.1990

(72)Inventor : SAITO NAOKI  
YAMABA RYOTA**(54) MANUFACTURE OF STEEL FOR HIGH HEAT INPUT WELDING HAVING SUPERIOR TOUGHNESS AT LOW TEMPERATURE****(57)Abstract:**

**PURPOSE:** To stably maintain high toughness at low temp. even after high heat input welding by successively subjecting steel having specified Mn, Ni and Cu contents, specified relation among the contents and a specified ratio of Ti to N and contg. a very small amt. of added B and Nb to continuous casting, controlled cooling, heating and rolling.

**CONSTITUTION:** Steel consisting of, by weight, 0.02–0.15% C,  $\leq 0.3\%$  Si, 0.5–2.0% Mn, 0.2–1.5% Ni, 0.2–1.5% Cu ( $Mn/6+(Cu+Ni)/15=0.28-0.40\%$ ), 0.0020–0.010% N, B and/or Nb satisfying  $B \times 10,000 + Nb \times 1,000 = 4-10$ , Ti satisfying 2.0–4.0 ratio of Ti to N, 0.005–0.1% Al, 0.003–0.008% S and the balance Fe with inevitable impurities is continuously cast and cooled at  $\leq 5.0^\circ \text{C/min}$  cooling rate in the temp. range of 1,000–600° C. The steel is then heated to  $\leq 1,150^\circ \text{C}$  and rolled.

## ⑫ 公開特許公報(A) 平3-264614

⑤Int.Cl.<sup>5</sup> 識別記号 庁内整理番号 ⑬公開 平成3年(1991)11月25日  
 C 21 D 8/00 B 8116-4K  
 // B 22 D 11/00 A 7147-4E  
 11/124 L 7147-4E  
 C 22 C 38/00 3 0 1 A 7047-4K  
 38/16

審査請求 未請求 請求項の数 1 (全8頁)

⑭発明の名称 低温靱性の優れた大入熱溶接用鋼の製造方法

⑯特 願 平2-61076

⑰出 願 平2(1990)3月14日

⑱発 明 者 齊 藤 直 樹 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

⑲発 明 者 山 場 良 太 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

⑳出 願 人 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号

㉑代 理 人 弁理士 茶野木 立夫

## 明 細 書

## 1. 発明の名称

低温靱性の優れた大入熱溶接用鋼の製造方法

## 2. 特許請求の範囲

重量%として

C : 0.02~0.15%

Si : 0.3%以下

Mn : 0.5~2.0%

Ni : 0.2~1.5%

Cu : 0.2~1.5%

但し、Mn, Ni, Cuは

 $Mn / 6 + (Cu + Ni) / 15 = 0.28 \sim 0.40\%$ 

N : 0.0020~0.010%

重量%で、 $B \times 10000 + Nb \times 1000$ なる式の値

が4~10になるようなB, Nbの1種または2種、

重量%で、T1とNの比(T1/N)が2.0~

4.0になるT1、

Al : 0.005~0.1%

S : 0.003~0.008%

残部がFeおよび不可避免の不純物よりなる鋼を連続鋳造し、その後の冷却速度が、1000℃~800℃までの範囲で平均冷却速度が5.0℃/min以下の冷却を施した後、圧延前に1150℃以下に加熱することを特徴とする低温靱性の優れた大入熱溶接用鋼の製造方法。

## 3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は、低温靱性の優れた大入熱用鋼材の製造法に関するものである。

(従来の技術)

近年、エネルギー需要の増大から、海洋における石油、天然ガス等の開発が精力的に行われてきている。特に最近では、より豊富な石油資源を求めて、北海、北極海等の寒冷地で巨大な海洋構造物が建設されている。

このような、海洋構造物は、-30℃以下の低温にさらされるとともに、波浪の影響等による複雑な負荷応力条件のもとで採集されるために、それに使用される鋼材に対しては、優れた脆性破壊特

性が要求される。

特に、母材よりも靱性が低下する溶接熱影響部の靱性は、構造物の安全性に直接影響してくるため、衝撃試験などに評価され、例えば、 $-60^{\circ}\text{C}$ で  $3.5\text{kg f} \cdot \text{m}$  以上の衝撃値が要求される場合がある。

また、構造物の巨大化は、建設コストの増加を招くために、使用鋼材の高張力鋼化、例えば、降伏点が  $36\text{kg f}/\text{cm}^2$  以上の鋼材を用いることにより、上部構造物の軽量化や大入熱溶接法の採用による溶接コストの削減が図られている。

この鋼材を製造する方法として、例えば特開昭 63-103021号公報で開示されているように、成分元素を限定した制御圧延、加速冷却法による製造がある。このような従来技術は、通常の溶接入熱 ( $50\text{kJ}/\text{cm}$  以下) では、確かに溶接熱影響部の靱性が優れた鋼材を提供するものであるが、大入熱溶接においてはその効果を期待できない。

溶接熱影響部の靱性を改善する技術としては、例えば、特開昭 60-245768号公報および特開昭

60-152626号公報に記載されているように、酸化物をフェライト変態核として粒内フェライトを生成させることにより、溶接熱影響部の靱性を向上せしめる技術などが提案されている。

しかしながら、これらの鋼では、鑄造工程で酸化物を均一に分散させるのが難しく、安定した溶接熱影響部の靱性を確保できない欠点があった。

(発明が解決しようとする課題)

本発明の目的は、寒冷地、極地で使用される高強度で優れた溶接熱影響部の靱性を有する海洋構造物用鋼板の製造方法を提供するものである。

(課題を解決するための手段)

本発明は、以上の問題点を解決するためになされたものであって、その要旨は、重量%として、 $\text{C}:0.02\sim0.15\%$ 、 $\text{Si}:0.3\%$ 以下、 $\text{Mn}:0.5\sim2.0\%$ 、 $\text{Ni}:0.2\sim1.5\%$ 、 $\text{Cu}:0.2\sim1.5\%$ 、但し、 $\text{Mn}$ 、 $\text{Ni}$ 、 $\text{Cu}$ は  $\text{Mn}/6 + (\text{Cu} + \text{Ni})/15 = 0.28\sim0.40\%$  とし、 $\text{N}:0.0020\sim0.010\%$ 、 $B \times 10000 + \text{Nb} \times 1000$  なる式の値が  $4\sim10$  になるような  $B$ 、 $\text{Nb}$  の1種または2種、

— 3 —

$\text{Ti}$  と  $\text{N}$  の比 ( $\text{Ti}/\text{N}$ ) が  $2.0\sim4.0$  になる  $\text{Ti}$ 、 $\text{Al}:0.005\sim0.1\%$ 、 $\text{S}:0.003\sim0.008\%$ 、残部が  $\text{Fe}$  および不可避免的な不純物よりなる鋼を連続鑄造し、その後の冷却速度が、 $1000^{\circ}\text{C}\sim800^{\circ}\text{C}$  までの範囲で平均冷却速度が  $5.0^{\circ}\text{C}/\text{min}$  以下の冷却を施した後、圧延前に  $1150^{\circ}\text{C}$  以下に加熱することを特徴とする低温靱性の優れた大入熱溶接用鋼の製造方法に関するものである。

(作 用)

本発明者は溶接熱影響部(以下、 $\text{HAZ}$  と呼ぶ)の靱性改善にかかる多くの実験事実に基づき、①溶接時の冷却過程で生成する粒内フェライトは、 $\text{TiN}$  と  $\text{MnS}$  の複合析出物(以下、 $\text{TiN} \cdot \text{MnS}$  析出物と呼ぶ)から生成し、 $\text{HAZ}$  の靱性を向上させる。② $\text{HAZ}$  の靱性向上に寄与する  $\text{TiN} \cdot \text{MnS}$  析出物の大きさは、 $0.4\mu\text{m}$  以上の大きさであることを知見した。そして、それを達成するための、高温で  $\text{MnS}$  を凝集させる方法を見出した。

以下、上記の知見に基づき、発明の骨子を説明

— 4 —

する。

第1図は  $200\text{kJ}/\text{cm}$  相当の溶接熱サイクルを付与した後の靱性におよぼす  $\text{TiN} \cdot \text{MnS}$  析出物の数を示す。

この時の実験に用いた試料の化学成分は第1表に示す通りである。

第 1 表

(wt%)									
C	Si	Mn	S	Cu	Ni	Nb	Ti	Al	N
0.05	0.17	1.58	0.003	0.36	0.34	0.010	0.008	0.032	0.0031

この図から  $\text{TiN} \cdot \text{MnS}$  析出物の個数の増加と共に、 $\text{HAZ}$  の靱性が向上しており、 $\text{TiN} \cdot \text{MnS}$  析出物が  $\text{HAZ}$  靱性の向上に著しく効果があることがわかる。

さらに、第2図は同じ供試材を用いて実験した時の凝固後の  $1000\sim800^{\circ}\text{C}$  の温度範囲での平均冷却速度と  $\text{TiN} \cdot \text{MnS}$  析出物個数の関係を示すが、平均冷却速度を  $5.0^{\circ}\text{C}/\text{min}$  以下にすることで、析出物の個数を著しく増加させることができ

— 5 —

— 6 —

るのが分かる。

以上の実験事実から、凝固後の冷却速度を制御することにより、粒内フェライトの変態核となるTiN-MnS析出物を増加させ、HAZの靱性を向上できることが明らかになった。

なお、このようにして析出したTiN-MnS析出物は1300℃以上の温度で加熱されると容易に溶解してしまうため、その後の熱間圧延前のスラブ加熱温度は低い方が好ましく、望ましくは1150℃以下に加熱されるべきである。

次に、本発明における成分の限定理由について述べる。

Cは、強度を確保するために、必要な元素であり、強度確保のために、0.02%以上の添加が必要であるが、多量の添加はHAZの靱性低下を招くために、その上限を0.15%とする。

Siは多量に添加するとHAZ靱性を低下させる元素であり、0.3%を上限とする。

Mnは強度確保のためと後で述べるHAZ部のマイクロ組織制御の観点から、0.5%以上添加が必

要であるが、多量に添加すると、HAZ靱性が低下するために、その上限を2.0%とする。

Niは母材の強度、靱性の向上に有効であると同時に、Mnと同じように、HAZのマイクロ組織制御によりHAZ靱性を向上させる元素であり、0.2%以上の添加が必要であるが、1.5%を超えて添加されるとHAZ靱性の低下を招くため、その範囲を0.2~1.5%と限定する。

Cuは母材強度の向上に有効であると同時に、本発明にあってはMn、Niと共に、HAZのマイクロ組織を制御し、靱性を向上させる元素であり、0.2%未満の添加ではその効果がなく、1.5%を超えるとかえってHAZ靱性を低下せしめるため、0.2~1.5%の範囲限定する。

NはTiと化合して窒化物を形成する重要な元素であるが、0.0020%以上の添加が必要であるが、鋼中でフリーに存在するとHAZ靱性の低下を招くため、その上限を0.010%とする。

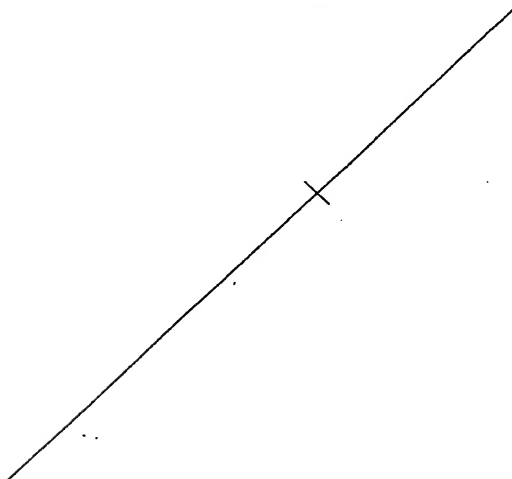
BおよびNbは本発明において、微量の添加でHAZ靱性を低下させる旧オーステナイト粒界か

— 7 —

らの粗大なフェライトの生成を抑制し、靱性の向上をもたらす元素として添加される。

第3図は入熱200kJ/cm相当の再現熱サイクルを与えた後、-60℃で衝撃試験を行った時の衝撃値におよぼすB、Nb量の影響を示したものである。

実験に用いた成分系を第2表に示す。



— 9 —

— 8 —

表 2

(wt%)										
C	Si	Mn	S	Cu	Ni	Nb	Ti	Al	B	N
0.05	0.12	1.02	0.001	0.34	0.30	—	0.007	0.030	—	0.0034
—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
0.10	0.20	2.10	0.007	0.40	1.02	0.013	0.017	0.050	0.0014	0.0056

— 10 —

第3図から分かるように、○で示した衝撃値が  $6 \text{ kg f} \cdot \text{m}$  以上の高い値を得るためには、BおよびNbの1種または2種を、重量%で、 $B \times 10000 + Nb \times 1000$ なる式の値が4~10の範囲内にあるように添加する必要がある。

Tiは本発明にとって必須の元素であり、Nと化合してTiNを析出し、MnSの析出核として働く。したがって、最適なTiNを得るためには、TiとNの量を制御する必要がある。すなわち、TiとNの重量比で2.0未満になるとN過剰になり、HAZ靱性の低下を招き、4.0を超えると逆に、Ti過剰になりTiCが析出し、母材の靱性が著しく低下する。

SはMnの析出に必要な元素である。第4図は第2表に示す成分範囲内にある板厚32mmの鋼を、実際に入熱  $200 \text{ kJ/cm}$  の3電極溶接した時の $-60^\circ\text{C}$ の衝撃値におよぼすS量の影響を示す。この図表から分かるように、0.003%未満の添加ではその析出量が不十分になり、期待される靱性の向上が得られず、0.008%を超えて添加すると、

— 11 —

に示し、横軸に、重量%で、 $Mn / 6 + (Cu + Ni) / 15$ なる式の値を示した図表である。

なお、○で示した結果は、S量が重量%で0.003%および0.004%含有し、TiN-MnS析出物が微細に分散している場合のもの、●はSが0.001%以下しか含有せず、TiN-MnS析出物がほとんど生成していない場合の結果を示す。

この図表から分かるように、TiN-MnS析出物が分散している鋼(○)では上式の値が0.25から0.33に増加するに伴い、衝撃値が著しく向上し、0.33を超えると、逆に靱性は低下する傾向がある。

この靱性の向上は、ミクロ組織の観察から、Mn, Cu, Ni添加により鋼の焼入れ性が増加するに伴い、大入熱溶接時の遅い冷却速度でも粒界から生成する粗大なフェライトを抑制すると同時に、粒内にTiN-MnS析出物を核として微細な粒内フェライトが生成し、HAZのミクロ組織が著しく微細化することによるものであると考えられる。

— 13 —

MnSが多量に析出し、かえって靱性を阻害するために、0.003~0.008%の範囲に限定するが、好ましくは0.003~0.005%の範囲に添加されるべきである。

Alは脱酸のために必要な元素であって、0.005%以上の添加が必要であるが多量に添加すると靱性を阻害するために、0.1%を上限とする。

以上の成分範囲の中で、さらに大入熱溶接時のHAZ靱性の向上を目的として実験を重ねた結果、本発明者らはTiN-MnS析出物を鋼中に分散させた状態で、Mn, Cu, Ni等の焼入れ性の高い元素を有効に利用すると、HAZのミクロ組織の中で、靱性低下の主要因となる旧オーステナイト粒界から生成する粗大なフェライトおよび上部ベイナイトの生成を抑制でき、HAZ靱性を飛躍的に増大できることを知見した。

第5図は、第2表中に示した成分範囲を有する鋼を板厚32mm供試材として、入熱  $200 \text{ kJ/cm}$  の片面溶接で溶接し、その後、 $-60^\circ\text{C}$ でHAZ部の衝撃試験を行った時の衝撃値の平均値を縦軸

— 12 —

しかしながら、上式の値が、0.33を超えると、かえって焼入れ性が増大しすぎるために、冷却途中で旧オーステナイト粒内に靱性を阻害する上部ベイナイトや島状マルテンサイト組織が生成するため、靱性が低下する。

一方、TiN-MnS析出物の分散がなされていない鋼(●)では、上式の値によらず、低い靱性を示しており、本発明鋼との差は明らかである。

以上の知見から、TiN-MnS析出物を本発明により微細分散させ、かつ $Mn / 6 + (Cu + Ni) / 15$ なる式の値を制限することで、大入熱溶接時のHAZ靱性を改善できる。なお、その範囲は、工業的に通常要求されている衝撃値が  $3.5 \text{ kg f} \cdot \text{m}$  程度であることを考えて、0.28~0.40とする。

以上述べた成分を有する鋼を電気炉、転炉で溶製した後、連続鋳造機により鋳造する。この時の凝固時の冷却速度が  $1000 \sim 600^\circ\text{C}$  の温度範囲で  $5.0^\circ\text{C/min}$  以下であるような冷却を行う。

HAZ靱性を向上させるためには、TiN-

— 14 —

MnS析出物の個数密度を一定量確保する必要があるが、そのためにはMnSの析出核となるTiNを微細分散させる必要がある。

すなわち、従来の知見から、凝固時の冷却速度が速いほどTiNが微細に分散することが知られており、造塊分塊法で鋳造する場合よりも凝固時の冷却速度が速い連続鋳造法を採用する。

このようにして析出したTiNの上に1000℃以下の温度範囲でMnSが析出する。しかしながら、HAZ韌性の改善に効果のあるTiN-MnS析出物の生成には制約条件冷却速度が5.0℃/minを超えるとMnSの析出が不十分であり、溶接時の冷却途中に生成する粒内フェライトの変態核として作用せず、HAZ韌性の向上は期待できない。

なお、冷却速度は遅ければ遅いほど良いが、その上限は連続鋳造機の性能により制約される。

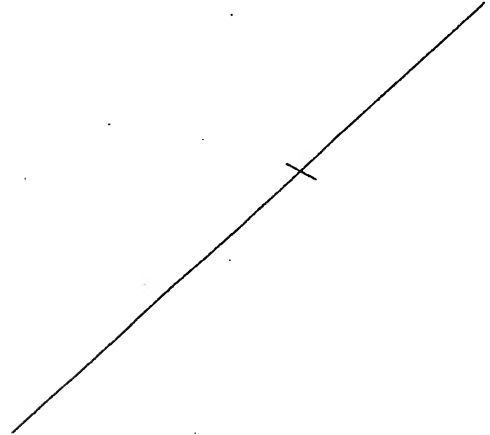
その後、熱間圧延のために再加熱を施すが、その時の温度は母材の強度、韌性を確保するためと、前記した熱処理により生成させたTiN-MnS析出物の形態を変化させないために、1150℃以下

の温度にする必要がある。

なお、加熱後の圧延については、母材の強度、韌性の向上を図るために、制御圧延を施したり、制御圧延後、水冷しても何等TiN-MnS析出物に変化を与えることがないため、現在公知である製造方法を適宜選択して採用できる。

(実施例)

供試材の化学成分を第3表に示す。



- 15 -

- 16 -

第 3 表

														(重量%)	
鋼	C	Si	Mn	Ni	Nb	Cu	P	S	Al	N	B	Ti / N	B+Nb + 10 <sup>4</sup> × 10 <sup>3</sup>	Mn/6 + (Cu + Ni)/15	
A	0.05	0.12	1.53	0.35	0.005	0.35	0.002	0.003	0.035	0.0045	—	3.2	5	0.30	
B	0.07	0.15	1.45	0.60	—	0.35	0.001	0.004	0.037	0.0053	0.0008	3.7	8	0.31	
C	0.08	0.10	1.55	0.87	0.003	0.89	0.004	0.003	0.043	0.0037	0.0006	2.6	9	0.36	
D	0.05	0.15	1.53	0.81	0.005	0.44	0.006	0.004	0.035	0.0049	0.0009	3.9	14	0.34	
E	0.07	0.23	1.59	1.45	0.002	0.87	0.005	0.003	0.025	0.0046	0.0004	3.3	6	0.42	
F	0.08	0.15	1.45	0.45	—	0.51	0.006	0.004	0.055	0.0033	0.0009	4.2	9	0.31	
G	0.09	0.25	1.38	0.53	0.008	0.55	0.007	0.010	0.048	0.0037	—	3.2	8	0.30	

- 17 -

ここで、鋼 A ～ 鋼 C は本発明に該当する成分系であり、鋼 D ～ G は本発明から逸脱している鋼である。

また、第 4 表には供試材の製造条件および母材、H A Z の靱性値を合わせて示している。

— 18 —

第 4 表

板番	連続鋳造後の1000～ 600℃の範囲の平均 冷却速度 (℃/分)	圧延前 スラブ加熱 (℃)	圧延後の 冷却条件	熱処理	母材の機械的性質			溶接部の靱性		本発明	比較鋼
					降 伏 点 (kg/mm)	引 張 強 さ (kg/mm)	vTrs (℃)	温 度 (℃)	吸収エネルギー (kg f · m)		
A 1	4.6	1050	水 冷	焼戻し	43.4	54.2	- 95	-60	8.3	○	
A 2	7.0	1050	水 冷	焼戻し	42.4	53.9	- 90	-60	3.2		○
A 3	4.6	1200	水 冷	焼戻し	36.3	49.3	- 70	-60	3.4		○
B 1	3.6	1100	空 冷	焼 準	46.3	61.8	- 90	-60	6.5	○	
B 2	7.2	1100	水 冷	焼戻し	46.6	63.1	-100	-60	1.0		○
C 1	4.8	1050	水 冷	焼戻し	49.8	65.5	- 95	-60	9.4	○	
D 1	4.2	1050	水 冷	焼戻し	55.3	89.1	- 85	-60	1.4		○
E 1	4.2	1050	水 冷	焼戻し	51.3	66.4	- 85	-60	2.2		○
F 1	3.6	1080	水 冷	焼戻し	45.6	52.7	- 95	-60	1.0		○
G 1	3.4	1100	水 冷	焼戻し	44.7	56.8	- 65	-60	0.8		○

— 19 —

—82—

これらの鋼板は転炉で溶製、連続鋳造機により厚み240～250mm、幅1300～1800mmに鋳造された後、前処理および圧延のための加熱圧延を経て、板厚32mmの鋼板として製造された。なお、H A Z 靱性は、片面1層の潜弧溶接（入熱：200kJ/cm）後、板厚の 1/4 t 部から衝撃試験片を採取し、シャルピー衝撃試験により評価した。

第4表から、本発明法により製造された鋼板（板番：A 1、B 1、C 1）は母材、H A Z 共に優れた靱性を示している。

これに対し、板番A 2は鋳造時の1000～600℃の範囲の平均冷却速度が大きく、H A Z 靱性が低下しており、板番A 3は圧延前のスラブ加熱温度が高く、母材の靱性およびH A Z 靱性が低下している。

また、板番B 2は板番A 2と同様に、1000～600℃の範囲の平均冷却速度が本発明の範囲を大きく逸脱しており、そのためH A Z 靱性が低い。

さらに、D 1、E 1、F 1、G 1は成分範囲が本発明から逸脱しているものである。すなわち、

板番D 1は $B \times 10000 + Nb \times 1000$ なる式で与えられる値が本発明の範囲を逸脱しており、H A Z 靱性が低下しており、板番E 1は $Mn / 6 + (Cu + Ni) / 15$ なる式で与えられる値が本発明の範囲を超えており、やはりH A Z 靱性が低い。また、板番F 1は $Ti / N$ が本発明の範囲から逸脱しているため、H A Z 靱性が低下しており、板番G 1はS量が高いために、やはり、H A Z 靱性が低い。

#### （発明の効果）

以上述べたように、本発明によれば、大入熱溶接によってもH A Z の低温靱性が安定して高水準の鋼材が得られるため、産業上極めて有用なものである。

#### 4. 図面の簡単な説明

第1図は鋼中に含まれるTi N - Mn S析出物の個数と溶接熱サイクル後の靱性の変化を示す図表、第2図は凝固時の1000～600℃の温度範囲における平均冷却速度とTi N - Mn S析出物の個数との関係を表した図表、第3図は溶接熱サイク

— 20 —

ル後の靱性に対するBとNbの添加量の影響を表した図表、第4図は入熱 200kJ/cmの片面潜弧溶接後のH A Z の衝撃値におよぼすS量の影響を示す図表、第5図は入熱 200kJ/cmの片面潜弧溶接後のH A Z の衝撃値におよぼす $Mn / 6 + (Cu + Ni) / 15$ なる式で表したMn、Cu、Niの影響を示す図表である。

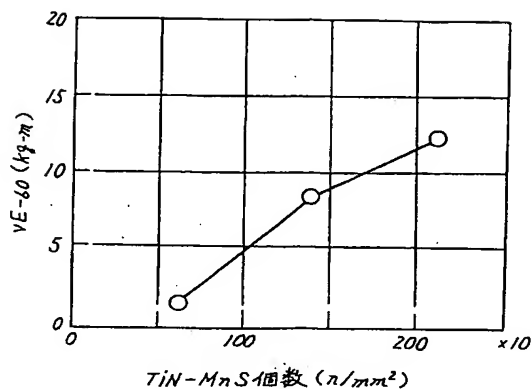
— 21 —

代理人 弁理士 茶野木 立 夫

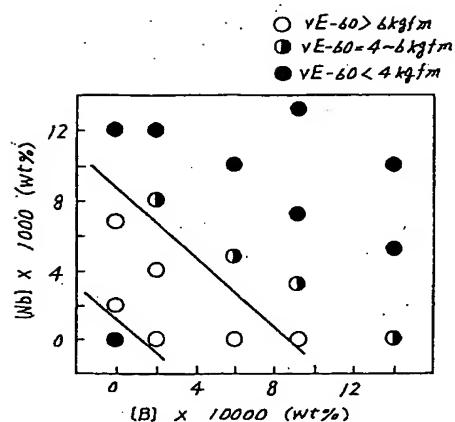
— 22 —



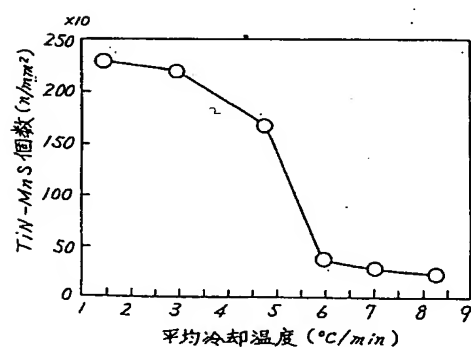
第 1 図



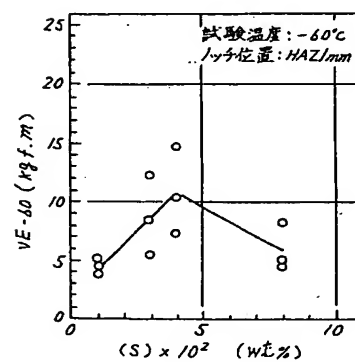
第 3 図



第 2 図



第 4 図



第 5 図

